

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 62177152
 PUBLICATION DATE : 04-08-87
 APPLICATION DATE : 30-01-86
 APPLICATION NUMBER : 61018315

APPLICANT : DAIDO STEEL CO LTD;

INVENTOR : ITO YUKIO;

INT.CL. : C22C 38/24 C22C 38/00

TITLE : SPRING STEEL

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain a high-strength spring steel in which deterioration in hardness attendant on nitriding treatment is inhibited and which has a high yield ratio, by specifying a composition consisting of C, Si, Mn, Cr, Mo, V, and Fe.

CONSTITUTION: The spring steel has a composition consisting of, by weight, 0.40~0.75% C, 1.0~3.0% Si, 0.5~1.5% Mn, 0.1~5.0% Cr, 0.1~1.0% Mo, 0.1~2.0% V, and the balance Fe with impurities. This steel satisfies a hardness, in the central part after tempering at 500°C, of \geq HRC45 to inhibit the deterioration in hardness attendant on nitriding treatment and also satisfies a yield ratio of \geq 0.95. Moreover, in the above spring steel, the amounts of O, N, Ti, and Al among the above impurities are limited, respectively, to \leq 0.0015%, \leq 0.005%, \leq 0.005%, and \leq 0.01%, if necessary, so that fatigue strength can be improved.

COPYRIGHT: (C)1987,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭62-177152

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和62年(1987)8月4日

C 22 C 38/24
38/00

3 0 1

N-7147-4K

Z-7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全8頁)

⑮ 発明の名称 ばね用鋼

⑯ 特 願 昭61-18315

⑰ 出 願 昭61(1986)1月30日

⑱ 発 明 者 飯 久 保 知 人 名古屋市緑区青山1丁目28

⑲ 発 明 者 伊 藤 幸 生 四日市市中町9番18号

⑳ 出 願 人 大同特殊鋼株式会社 名古屋市南区星崎町字繰出66番地

㉑ 代 理 人 弁理士 長門 侃二

明 細 書

(従来の技術)

1. 発明の名称

ばね用鋼

2. 特許請求の範囲

1. 重量%でC:0.40~0.75%、Si:1.0~3.0%、
Mn:0.5~1.5%、Cr:0.1~5.0%、Mo:0.1~
1.0%、V:0.1~2.0%を含有し、残部Fe及び不純
物から成り、500℃焼もどし後の硬さがHRC45以
上を満たして窒化処理に伴う硬度低下を阻止し、
且つ、降伏比0.95以上を満たすことを特徴とする
ばね用鋼。

2. 前記不純物中において、(O):0.0015%以下、
(N):0.005%以下、Ti:0.005%以下、Al:0.01%
以下に規制したことを特徴とする特許請求の範囲
第1項記載のばね用鋼。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は、自動車、航空機、各種運搬機械等
において使用される高強度ばねの製造に適用され
るばね用鋼に関する。

内燃機関等に使用されるばねは150℃近傍の
温度下で使用されることが多く、しかも、高速圧
縮による繰り返し荷重を受けており、最も苛酷な
使い方をされるばねのひとつである。従来、内燃
機関のばねに使用されるばね用鋼としては、例え
ばオイルテンパー線が一般的であり、日本工業規
格(JIS)においても、SWO-V(ばね用炭素鋼オ
イルテンパー線;JIS G3561)、SWOV-V(ばね
用クロムバナジウム鋼オイルテンパー線;JIS
G3565)、SWOSC-V(ばね用シリコンクロム鋼オ
イルテンパー線;JIS G3566)が規定されている。

これらのオイルテンパー線は鋼線を連続加熱炉
によって連続的に焼入れ焼きもどしを行い、所要
の強度に調整している。そして、高い疲労強度が
要求される場合には、この鋼に窒化あるいは軟窒
化処理を施し、表面硬度を高めて疲労強度の改善
を図っている。

(発明が解決しようとする問題点)

ところが最近の内燃機関の開発動向をみると、

従来よりもさらに高出力であってしかも軽量であることが要求されてきている。そのため、弁ばねにおいても、より一層高強度化、長寿命化が要求されている。

弁ばねの高強度化を図るには焼もどし温度を低く設定して線材の硬さを増せばよいが、疲労強度を高めるための窒化処理は500℃前後の雰囲気中で行われるので線材熱処理時の焼もどし温度を低く設定しても窒化処理時に線材内部の硬さが低下してしまい、窒化処理を行う弁ばねにおいては窒化処理温度により弁ばねの強度が規定されることになる。窒化処理に伴う母材中心部の硬度低下を阻止するには、500℃焼もどし後の中心部硬さが少なくともHRC45以上でなければならないが、従来のばね用鋼ではこの条件を満たさず、高強度化が図れないという問題があった。

本発明は斯かる問題点を解決するためになされたもので、疲労強度を確保するための窒化処理を行ってもばねの高強度化が図れるばね用鋼を提供することを目的とする。

の限定理由を説明する。

C(炭素)は鋼の強度を高めるのに有効な元素であるが、0.40%未満ではばねとしての必要な強度を得ることができず、0.75%を超えると網状のセメントライトが出やすくなり、ばねの疲労強度が損なわれるので、0.40~0.75%の範囲とした。

Si(けい素)はフェライト中に固溶することにより鋼の強度を向上し、ばねの耐へたり性を向上させるのに有効な元素であるが、1.0%未満ではばねとして必要な耐へたり性を得ることができず、3.0%を超えると靱性が劣化し、且つ熱処理により遊離炭素を生じる恐れがあるため、1.0~3.0%の範囲とした。

Mn(マンガン)は鋼の脱酸に有効であると共に鋼の焼入性を向上させるのに有効な元素であり、このためには0.5%以上含有させることが必要である。しかし、1.5%を超えると焼入性が過大になって靱性を劣化すると共に焼入れ時の変形の原因となりやすいので、0.5~1.5%の範囲とした。

Cr(クロム)は高炭素鋼の脱炭および黒鉛化

(問題点を解決するための手段)

本発明者等は、ばね材の結晶粒度を細かくすると降伏点を高めるように作用し、ばねの耐へたり性が向上すること、及びある種の化学組成を有するばね鋼は500℃前後の窒化処理温度における焼もどし2次硬化が顕著であり、この焼もどし2次硬化を利用すればばね材の内部硬さが改善されることを見出した。本発明は斯かる知見に基づくもので、本発明によるばね用鋼は、重量%でC:0.40~0.75%、Si:1.0~3.0%、Mn:0.5~1.5%、Cr:0.1~5.0%、Mo:0.1~1.0%、V:0.1~2.0%を含有し、残部Fe及び不純物から成り、500℃焼もどし後の硬さがHRC45以上を満たして窒化処理に伴う硬度低下を阻止し、且つ、降伏比0.95以上を満たすことを特徴としている。又、必要に応じ、上記合金組成の不純物の内(S):0.0015%以下、(N):0.005%以下、Ti:0.005%以下、Al:0.01%以下に規制するものである。

(成分限定理由)

次に、本発明のばね用鋼の成分範囲(重量%)

を防止するのに有効な元素であるが、0.1%未満ではこれらの効果を十分に期待することができず、5.0%を超えると靱性が劣化するので、0.1~5.0%の範囲とした。

Mo(モリブデン)はばねの耐へたり性を改善するのに有効な元素であり、0.1%未満ではそのような効果が十分に得られず、また1.0%を超えるとその効果が飽和しかつオーステナイト中に溶解されない複合炭化物が形成される。そして、この複合炭化物の量が増加して大きな塊状となった場合には、非金属介在物と同等の害をもたらすので鋼の疲労強度を低下させる恐れがある。したがって、Moは0.1~1.0%の範囲とした。

V(バナジウム)は低温圧延時における結晶粒微細化効果が大きく、ばね特性の向上および信頼性の増大を得ることができ、また焼入れ・焼もどし時の析出硬化にも寄与する元素であり、このような効果を得るためには0.1%以上含有させることが必要である。しかし、2.0%を超えると靱性が劣化すると共にばね特性を低下させるので、0.1~

2.0 % の範囲とした。

又、不純物中の (O)、(N)、Ti、Al はばね鋼の疲労強度に影響を与え有害なものであり、(O) は酸化物形の介在物を生成し、これが疲労破壊の起点となりやすいので、使用目的等に応じてその上限を0.0015%に規制することも望ましく、(N) 及び Ti は Ti-N 系の介在物を生成して鋼の疲労強度を低下させるので、使用目的等に応じてその上限を夫々0.005 %に規制することも望ましい。又、Al は前記酸素原子と結びついて Al 酸化物を生成して鋼の疲労強度を低下させるので、使用目的等に応じてその上限を 0.01 %に規制することも望ましい。

(実施例)

次に、本発明の実施例を比較例とともに説明する。

第1表は本発明鋼の実施化学成分例及び比較鋼の化学成分を示す。

(以下余白)

従来、ばね鋼の高強度化を判定する尺度としては、実際にばねを成形してこれを所定の荷重で所定時間締め付けておき、締め付け前後のへたり量で判定する方法がある。このへたり量は材料の硬さと強い相関があり、材料の硬さが高くなる程へたり量は少なくなる傾向を示す。一方、引張強さと硬さとの間にも強い相関のあることが知られている。従って、ばねのへたり量を測定する代わりに焼もどし2次硬化特性を比較することによってばねの高強度化の程度を評価した。次にばねの適用可否を評価するために、各供試鋼の焼入れ硬さと焼入れ温度との関係、オーステナイト結晶粒度と焼入れ温度との関係、更に、各供試鋼の500℃焼もどしたものの降伏比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_b$)、耐力限 ($\sigma_{0.2}$, kg/mm²) を夫々比較することにした。

そこで、第1表に示す化学成分の各鋼を50kg真空焼却炉で溶解した後造塊し、径65mmの鋼片に鍛伸し、これを更に径12mm長さ5000mmに棒材圧延して、各供試鋼を製造した。次いで、これらの各供試鋼から後述する種々の試験に適した試験片を切

り出し、後述の熱処理等を施して試験片に仕上げた。

第1図及び第2図は本発明鋼No.1~9及び比較鋼No.10の焼入れ硬さ(HRC)と焼入れ温度、及びオーステナイト結晶粒度(Go)と焼入れ温度との関係を示し、供試片を焼入れ温度850~1100℃×30分で加熱後油冷してこれらの関係を調べた。

第1図において、本発明鋼のNo.1,5,9を除き他のものは経済的焼入れ温度である850~900℃で略一定の硬さに飽和し、特に高温に焼入れする必要もなく、比較鋼と同程度乃至はそれ以上の硬さが得られる。No.1,5,9の本発明鋼の硬さが飽和する焼入れ温度は他の発明鋼に比べて高いが、後述する所定の焼もどし硬さを得るにはこれらの発明鋼No.1,5,9を900~1000℃に焼入れしておけばよい。

オーステナイト結晶粒度GoはJIS G 0551に規定の酸化物法により測定した。第2図より明らかなように、本発明鋼はいずれも、経済的焼入れ温度である900℃以下の温度で粒度番号Goで10以上の値

第1表 化学成分

| 供試鋼 No. | 化学成分 (重量%) | | | | | | | | | | 備考 |
|------------|------------|------|------|------|------|------|--------|-------|-------|-------|---------|
| | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | (O) | Al | (N) | Ti | |
| 1 | 0.40 | 1.49 | 0.49 | 0.50 | 0.15 | 0.49 | 0.0025 | 0.031 | 0.009 | 0.009 | オーステナイト |
| 2 | 0.66 | 1.50 | 0.50 | 0.50 | 0.16 | 0.50 | | | | | |
| 3 | 0.73 | 1.50 | 0.50 | 0.51 | 0.15 | 0.49 | | | | | |
| 4 | 0.66 | 1.50 | 0.49 | 1.01 | 0.15 | 0.49 | | | | | |
| 5 | 0.66 | 1.50 | 0.50 | 4.00 | 0.15 | 0.49 | | | | | |
| 6 | 0.66 | 1.49 | 0.50 | 0.52 | 0.30 | 0.49 | | | | | |
| 7 | 0.66 | 1.48 | 0.50 | 0.50 | 1.00 | 0.50 | | | | | |
| 8 | 0.66 | 1.48 | 0.50 | 0.50 | 0.15 | 1.00 | | | | | |
| 9 | 0.64 | 1.50 | 0.49 | 0.50 | 0.15 | 1.99 | | | | | |
| 10 | 0.52 | 1.42 | 0.71 | 0.66 | — | — | | | | | SUP 12 |
| 11 | 0.51 | 0.32 | 0.75 | 0.97 | 0.21 | — | | | | | SUP 10 |
| 12 | 0.61 | 2.02 | 0.81 | — | — | — | | | | | SUP 7 |
| 13 | 0.64 | 1.50 | 0.50 | 0.49 | 0.15 | 0.51 | 0.0008 | 0.008 | 0.008 | 0.009 | |
| 14 | 0.66 | 1.50 | 0.51 | 0.50 | 0.16 | 0.50 | 0.0008 | 0.008 | 0.004 | 0.003 | |
| 15 | 0.65 | 1.49 | 0.49 | 0.49 | 0.15 | 0.51 | 0.0026 | 0.033 | 0.004 | 0.002 | |

を示し、比較鋼に比べ粒度番号Goにして略2程度結晶粒が細かい。微細な結晶粒はばねの必要特性である耐へたり性に対して有利に作用する。

第3図乃至第6図は各供試鋼の焼もどし温度に対する硬さ特性を示す。

第3図は焼もどし硬さに対するC含有量の影響を調べたもので、本発明鋼のベース鋼である供試鋼No.2の化学成分(C:0.66%)に対してCの含有量を重量%で本発明の規定範囲内の0.40%(No.1)、0.73%(No.3)に変化させ、各供試鋼を各焼もどし温度に1時間加熱後空冷して試験片とした。本発明鋼はC量の増加に伴い硬さが増加するとともに、窒化処理温度の500℃で近傍で焼もどし2次硬化が見られ、所要の硬さ45HRC以上の条件を満たしている。一方、比較鋼である供試鋼No.10は窒化処理温度の500℃で近傍で硬さ45HRC以上の条件を満たさず、比較鋼ではその窒化処理後に必要な内部硬さを確保することが出来ない。尚、供試鋼No.1の焼入れ温度は1000℃であり、他の供試鋼及び比較鋼No.10の焼入れ温度は900℃である。

鋼No.2の化学成分(Mo:0.16%)に対してMoの含有量を重量%で本発明の規定範囲内の0.30%(No.6)、1.00%(No.7)に変化させ、各供試鋼を各焼もどし温度に1時間加熱後空冷して試験片とした。尚、各供試鋼は900℃で焼入れしてある。Moの場合にもMo量の増加に伴い窒化処理温度の500℃で近傍で焼もどし2次硬化が顕著であり、550～600℃の高温で窒化処理をしても十分な内部硬さが得られる。

第6図は焼もどし硬さに対するV含有量の影響を調べたもので、本発明鋼のベース鋼である供試鋼No.2の化学成分(V:0.50%)に対してVの含有量を重量%で本発明の規定範囲内の1.00%(No.8)、1.99%(No.9)に変化させ、各供試鋼を各焼もどし温度に1時間加熱後空冷して試験片とした。尚、No.8及びNo.9の供試鋼を1000℃で焼入れし、ベース鋼No.2を900℃で夫々焼入れしてある。Vの場合にもV量の増加に伴い窒化処理温度の500℃で近傍で焼もどし2次硬化が顕著であり、特に、1000℃で焼入れたNo.9の供試鋼はVが十分に固溶して

No.1の供試鋼は、その焼入れ温度が高くなることを我慢すれば500℃の窒化処理をしても十分な内部硬さを得ることが出来る。

第4図は焼もどし硬さに対するCr含有量の影響を調べたもので、本発明鋼のベース鋼である供試鋼No.2の化学成分(Cr:0.50%)に対してCrの含有量を重量%で本発明の規定範囲内の1.01%(No.4)、4.00%(No.5)に変化させ、各供試鋼を各焼もどし温度に1時間加熱後空冷して試験片とした。尚、供試鋼No.5の焼入れ温度は1000℃であり、他の供試鋼及び比較鋼No.10の焼入れ温度は900℃である。本発明鋼のいずれの供試鋼も窒化処理温度の500℃で近傍で所要の硬さ45HRC以上の条件を満たしている。No.5の供試鋼は500℃の焼もどし温度で焼もどし2次硬化が顕著であり、その焼入れ温度が高くなることを我慢すれば、550～600℃の高温で窒化処理をしても十分な内部硬さが得られる。

第5図は焼もどし硬さに対するNi含有量の影響を調べたもので、本発明鋼のベース鋼である供試

鋼もどし2次硬化が顕著であり、550～600℃の高温で窒化処理をしても十分な内部硬さが得られる。

第2表は以上の試験結果の内500℃焼もどしみに着目して焼もどし硬さ、降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_s$)及び回転曲げ疲労試験で求めた耐久限 σ_{-2} と共に一覧にしたもので、No.1～9の本発明鋼は、比較鋼No.10(SUP12)、比較鋼No.11(SUP10)、及び比較鋼No.12(SUP7)のいずれと比べても焼もどし硬さ、降伏比、及び耐久限のいずれの点においても優れている。

(以下余白)

第2表 試験結果

| 区分 | 供試鋼 No. | 500℃焼もどし 硬さ (HRC) | 500℃焼もどし 材の降伏比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_s$) | 500℃焼もどし 材の耐久限 (kgf/mm ²) | 備考 |
|------------------|------------|-------------------------|--|---|--------|
| 本 発 明 鋼 | 1 | 47 | 0.95 | 73 | |
| | 2 | 49 | 0.99 | 76 | ベース鋼 |
| | 3 | 50 | 0.98 | 78 | |
| | 4 | 51 | 0.96 | 80 | |
| | 5 | 57 | 0.95 | 81 | |
| | 6 | 50 | 0.97 | 76 | |
| | 7 | 52 | 0.97 | 77 | |
| | 8 | 49 | 0.96 | 75 | |
| | 9 | 55 | 0.97 | 72 | |
| 比 較 鋼 | 10 | 44 | 0.91 | 68 | SUP 12 |
| | 11 | 44 | 0.94 | 67 | SUP 10 |
| | 12 | 45 | 0.90 | 70 | SUP 7 |
| 本 発 明 鋼 | 13 | 49 | 0.99 | 80 | |
| | 14 | 50 | 0.98 | 85 | |
| | 15 | 49 | 0.99 | 78 | |

(以下空白)

ば、重量%でC:0.40~0.75%、Si:1.0~3.0%、Mn:0.5~1.5%、Cr:0.1~5.0%、Mo:0.1~1.0%、V:0.1~2.0%を含有し、残部Fe及び不純物から成るようにしたので、500℃焼もどし後の硬さがHRC45以上の値を示して窒化処理に伴う内部硬度低下を阻止し、且つ、降伏比0.95以上を満たした高強度のばね用鋼が得られるため、例えば、内燃機関の弁ばね材に適用して、同機関の高回転・高出力化に対処することを可能にし、高応力及び長寿命の弁ばねが得られるという優れた効果を奏する。

4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明鋼の焼入れ温度と硬さとの関係を示すグラフ、第2図は本発明鋼の焼入れ温度とオーステナイト結晶粒度との関係を示すグラフ、第3図は本発明鋼の化学成分中C量の焼もどし硬さに与える影響を調べた、焼もどし温度と硬さとの関係を示すグラフ、第4図は本発明鋼の化学成分中Cr量の焼もどし硬さに与える影響を調べた、焼もどし温度と硬さとの関係を示すグラフ、第5

次に、本発明鋼の化学成分に含まれる不純物である(O)、(N)、Al、及びTiの含有量を変化させて、これらの不純物の500℃焼もどし硬さ、降伏比、及び耐久限に与える影響を調べた。供試鋼No.13は(O)、Alの含有量を夫々規定範囲内である0.0008%、0.008%に、供試鋼No.14は(O)、Al、(N)、Tiの含有量を夫々規定範囲内である0.0008%、0.008%、0.004%、0.003%に、供試鋼No.15は(N)、Tiの含有量を夫々規定範囲内である0.004%、0.002%に夫々設定してある。これらの不純物は互いに結び付いて酸化物や窒化物の介在物を生成し、これらが疲労破壊の起点となり易いために、必要に応じこれらの不純物の含有量を規制してもよく、これらの不純物を規制した供試鋼No.13乃至15は規制しないベース鋼No.2に比較して焼もどし硬さ及び降伏比については殆ど変わりがないが、耐久限については明確な改善が見られる。

(発明の効果)

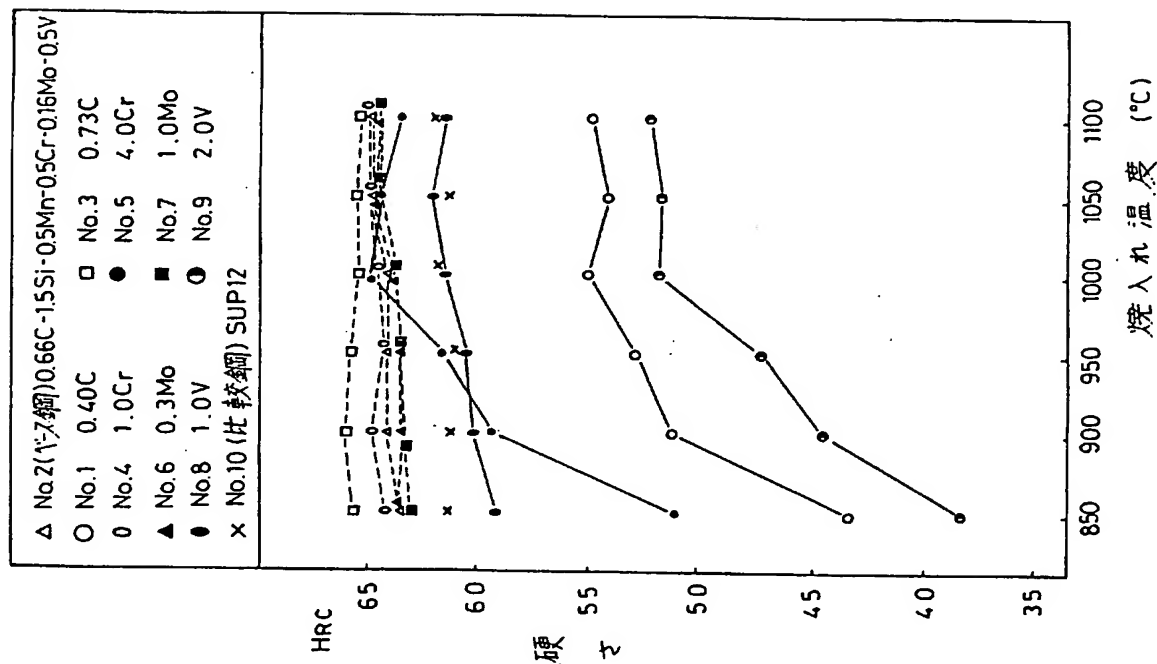
以上詳述したように、本発明のばね用鋼に依れ

図は本発明鋼の化学成分中Mo量の焼もどし硬さに与える影響を調べた、焼もどし温度と硬さとの関係を示すグラフ、第6図は本発明鋼の化学成分中V量の焼もどし硬さに与える影響を調べた、焼もどし温度と硬さとの関係を示すグラフである。

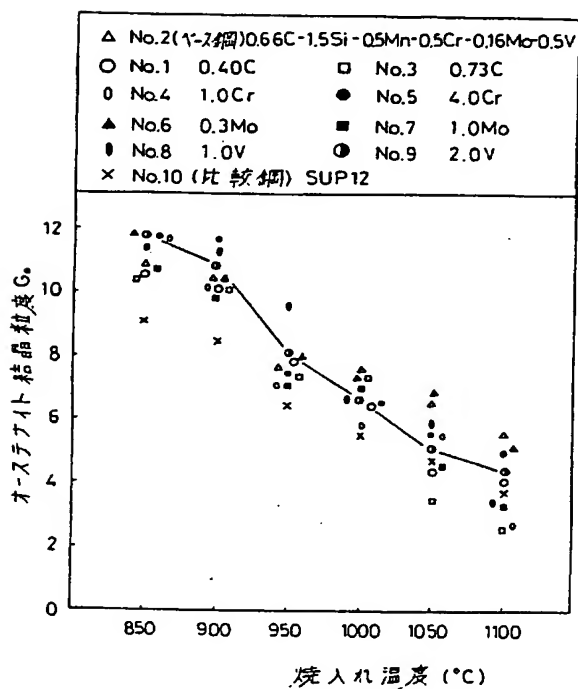
出願人 大同特殊鋼株式会社

代理人 弁理士 長門 侃二

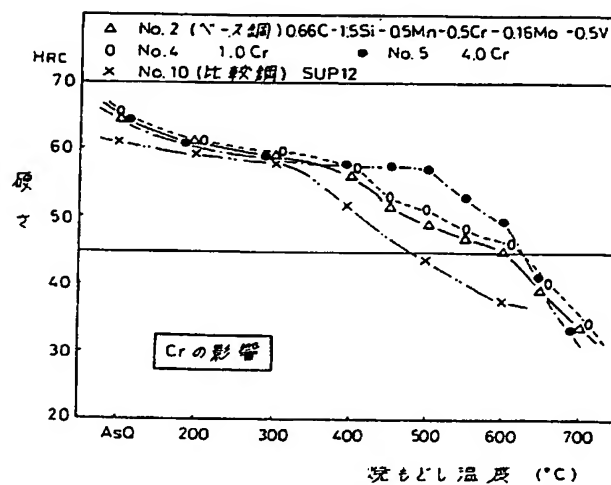
第1図



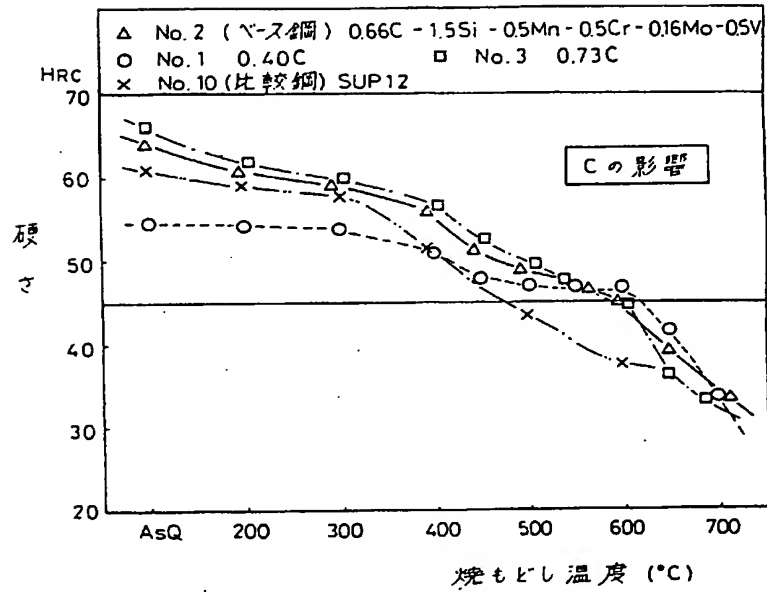
第2図



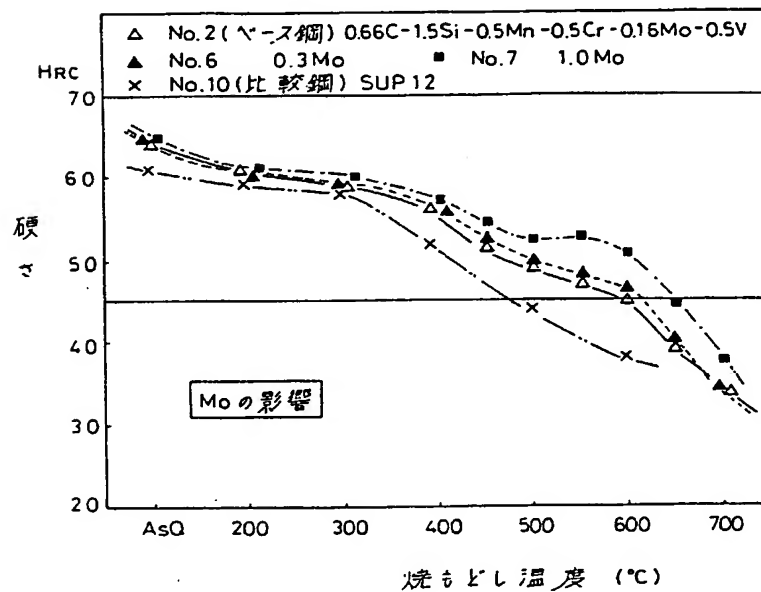
第4図



第 3 図



第 5 図



第 6 図

